

HOT ROLLED STEEL SHEET FOR WORKING EXCELLENT IN NOTCH FATIGUE RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

Patent Number: JP2000290748
Publication date: 2000-10-17
Inventor(s): MEGA TETSUYA; SHIMIZU TETSUO; YASUHARA HIDEKO; TOSAKA AKIO; FURUKIMI OSAMU
Applicant(s): KAWASAKI STEEL CORP
Requested Patent: - JP2000290748 (JP00290748)
Application Number: JP19990100863 19990408
Priority Number(s):
IPC Classification: C22C38/00 ; C21D9/46 ; C22C38/14 ; C22C38/58
EC Classification:
Equivalents:

Abstract

PROBLEM TO BE SOLVED: To allow a steel sheet to have superfine particles and to impart an excellent notch fatigue resistance and fatigue characteristics thereto by allowing it to have a structure in which the average particle size of ferrite is controlled to be below a specified value, the average particle size of 2nd phase particles is controlled to be a value equal to or below a specified value, the aspect ratio is controlled to a value equal to or below a specified value, and the ratio in which the interval between the most adjacent 2nd phase particles is made to be a value of the 2nd phase particle size or above is controlled to the ratio equal to or above the specified one and allowing the notch sensitivity coefficient and tensile strength to satisfy a specified relation.

SOLUTION: This steel sheet is the one formed of ferrite as the main phase and a 2nd phase, the average particle size of ferrite is controlled to $<4 \mu\text{m}$, the average particle size of the 2nd phase particles is controlled to $\leq 8 \mu\text{m}$, the aspect ratio is controlled to ≤ 2.0 , and the ratio in which the interval between the most adjacent 2nd phase particles is made the one equal to or above the particle size of the 2nd phase particles is controlled to $\geq 80\%$. The relation between the notch sensitivity coefficient (q) in the formula (α : the stress concentration coefficient in the notched part with a pierced hole shape, and β : the ratio of deterioration in fatigue strength caused by a notch = (the smooth fatigue strength of the steel sheet)/(the fatigue strength to a notch with a pierced hole shape in the steel sheet) and static tensile strength TS (MPa) lies in the relation in the inequality II (where $TS > 500 \text{ MPa}$).

Data supplied from the esp@cenet database - 12

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-290748

(P2000-290748A)

(43) 公開日 平成12年10月17日 (2000. 10. 17)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テマコード* (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 W 4 K 0 3 7

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

T

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/14

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願平11-100863

(22) 出願日 平成11年4月8日 (1999. 4. 8)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 妻鹿 哲也

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 清水 哲雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

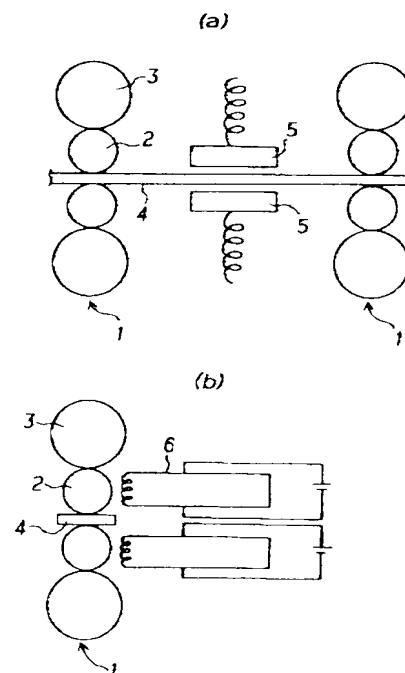
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 一般のホートストリップミルで容易に製造可能であり、超微細粒を有し、かつ異方性の小さい機械的特性を有し、耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 重量%で、C : 0.01~0.3 %、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.05 %以下、Ti : 0.03~0.3 %、Al : 0.1 %以下を含む圧延素材を、1150℃以下に加熱して、動的再結晶温度低温域で5パス以上の圧下を行い、動的再結晶温度低温域での最終圧下を圧下率15~30%、最終圧下以外の圧下を4~20%とし、圧延仕上げ温度を(Ars変態点+30℃)以上、(Ars変態点+100℃)以下とする熱間圧延を施す。これにより、フェライト平均粒径4 μm未満、第2相粒子の粒径8 μm以下、最終接第2相粒子間の間隔が第2相粒子の粒径以上となる割合が80%以上となり、超微細粒を有し、機械的特性の異方性が小さくなり、切欠き感度係数qが、(0.0012×TS+0.3)以下を満足して、耐切欠き疲労特性が向上する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 フェライトを主相とし、主相と第2相粒子とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が4 μm 未満であり、前記第2相粒子の平均粒径が8 μm 以下、アスベクト比が2.0以下で、かつ最隣接第2相粒子間の間隔が、該第2相粒子の粒径以上となる割合が80%以上である組織を有し、かつ下記(1)式で定義される切欠き感度係数 q が静的引張強さ TS との関係で下記(2)式を満足することを特徴とする耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板

記

$$q = (\beta + 1) \cdot (\alpha + 1) \cdot \dots \quad (1)$$

$$q \leq 0.0012 \times \text{TS}^{-0.3}$$

$$\text{ただし、TS} \geq 500\text{MPa} \quad (2)$$

ここで、 q ：切欠き感度係数、

α ：ピアス孔状の切欠き部の応力集中係数、

β ：疲労強度の切欠きによる低下割合＝(鋼板の平滑疲労強度)／(鋼板のピアス孔状切欠き疲労強度)、

TS ：鋼板の静的引張強さ(MPa)

【請求項2】 前記熱延鋼板が、重量%で、

$$\text{C} : 0.01 \sim 0.3 \%, \quad \text{Si} : 2.0 \% \text{以下、}$$

$$\text{Mn} : 3.0 \% \text{以上、} \quad \text{P} : 0.5 \% \text{以下、}$$

$$\text{Ti} : 0.03 \sim 0.3 \%, \quad \text{Al} : 0.2 \% \text{以下}$$

を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項1に記載の耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項3】 前記熱延鋼板が、重量%で、

$$\text{C} : 0.01 \sim 0.3 \%, \quad \text{Si} : 2.0 \% \text{以下、}$$

$$\text{Mn} : 3.0 \% \text{以下、} \quad \text{P} : 0.5 \% \text{以下、}$$

$$\text{Ti} : 0.03 \sim 0.3 \%, \quad \text{Al} : 0.2 \% \text{以下}$$

を含み、さらに、下記A～C群のうちの1群または2群以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項1に記載の耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

記

A群：Nb：0.3%以下、V：0.3%以下から選ばれた1種または2種、

B群：Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：1.0%以下から選ばれた1種または2種以上、

C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下

【請求項4】 重量%で、

$$\text{C} : 0.01 \sim 0.3 \%, \quad \text{Si} : 2.0 \% \text{以下、}$$

$$\text{Mn} : 3.0 \% \text{以下、} \quad \text{P} : 0.5 \% \text{以下、}$$

$$\text{Ti} : 0.03 \sim 0.3 \%, \quad \text{Al} : 0.2 \% \text{以下}$$

を含む圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下となつてから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、動的再結晶温度低温域で5パス以上の圧下を行い、該動的再結晶温度低温域での最終圧下を圧下率15～30%、最終圧下以外の圧下を4

～20%とし、圧延仕上げ温度FDTを(Ars変態点+30℃以上)～(Ars変態点+100℃)以下とする圧延とし、前記熱間圧延終了後2sec以内に冷却を開始し、30℃/sec以上の冷却速度で冷却し、コイルに巻き取ることを特徴とする耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用、家電用、機械構造用、建築用等の使途に適用して有利な熱延鋼板に係り、とくに熱延のままで超微細粒を有し、延性、靱性、強度(伸び、ヤング、耐疲労特性)とくに耐切欠き疲労特性に優れ、さらにこれらの特性の異方性が小さい熱延鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車用、家電用、機械構造用、建築用等に用いられる鋼材には、強度、加工性、靱性といった機械的性質が優れていることが要求される。これらの機械的性質を総合的に向上させる手段として組織を微細化することが有効であることから、微細な組織を得るための製造方法が数多く提案されてきた。また、高張力鋼においては、近年、低コストと高機能特性を両立できる高張力鋼板の開発に目標が移行しつつある。また、さらに、自動車用鋼板においては、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。このようなことから、高張力化に伴う延性、靱性、耐久比などの劣化を抑える目的で高張力鋼における組織の微細化が重要な課題となっている。

【0003】組織の微細化手段としては、大圧下圧延法、制御圧延法、制御冷却法などが知られている。大圧下圧延法については、例えば、特開昭58-123823号公報、特公平5-65564号公報に代表される提案がある。これらの提案における組織微細化機構の要点は、フェースサイト粒に大圧下を加え、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変誘起変態を促進させることにある。しかし、これらの方法は、ある程度の微細化は達成できるが、1パスあたりの圧下量を40%以上にするなど、一般的なホットストリップでは実現しがたいという問題に加えて、大圧下圧延により結晶粒が偏平となるため、機械的性質に異方性が生じたり、ダブルレーションにより破壊吸収エネルギーが低下するという問題もあった。

【0004】一方、制御圧延法、制御冷却法を適用した例として、NbあるいはTiを含む析出強化型钢板がある。これらの鋼板は、Nb、Tiの析出強化作用を利用して高張力化を図るとともに、Nb、Tiがそなえるサースサイト粒の再結晶抑制作用を利用して低温仕上げ圧延を施し、未再結晶変形サースサイト粒からの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変誘起変態によってフェライト結晶粒を微細化するものである。しかし、これらの鋼板には、機械的性質の異方性が大きいという問題がある。例えば、ブレイク成形を施す自動車用鋼

板などでは、成形限界は最も延性の劣る方向の特性水準によって決まるため、異方性の大きい鋼板では、組織を微細化した結果が特性として全く現れない場合がある。また、構造材等に用いた場合と同様に、構造用材等で重要な靱性、疲労強度などの異方性がなくなり、組織を微細化した結果が特性として全く現れない場合がある。

【0005】また、特開平2-301510号公報には、素材鋼を少な〜とも1部がフェライトからなる組織状態としておき、これを塑性加工を加えて変態点(A_{c1}点)以上の温度域に昇温するか、この昇温に続いてA_{c1}点以上の温度域に一定時間保持して、組織が1部または全部を一旦オーステナイトに変態させたのち、超微細フェライト粒を出現させ、その後冷却し平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下の等方的フェライト結晶粒を主体とする組織とすることが記載されている。しかしながら、この方法によっても、完全には異方性を無くすることはできていない。

【0006】また、最近では、熱間圧延前のオーステナイト粒を極度に微細化して圧延・動的再結晶とともに制御冷却を利用し、組織を微細化する方法が、例えば、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載されている。特開平9-87798号公報には、 $\text{Mn}:1.0\sim2.5\text{ wt}\%$ 、 $\text{Ti}:0.05\sim0.30\text{ wt}\%$ 、あるいは $\text{Ti}:0.05\sim0.30\text{ wt}\%$ および $\text{Nb}:0.30\text{ wt}\%$ 以下を含有する鋼を $950\sim1100^\circ\text{C}$ の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がA_{c3}変態点以上となる熱間圧延を行った後、 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却し、 $350\sim550^\circ\text{C}$ で巻き取り、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 未満のポリリナルフェライト75体積%以上と、残留オーステナイト5〜20体積%の組織とする高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0007】特開平9-143570号公報には、 $\text{Ti}:0.05\sim0.3\text{ wt}\%$ 、 $\text{Nb}:0.10\text{ wt}\%$ 以下のうちの1種または2種を含有する鋼を $950\sim1100^\circ\text{C}$ の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がA_{c3}変態点以上となるように熱間圧延し、A_{c3}変態点 $\sim 750^\circ\text{C}$ を $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却し、 750°C 未満 $\sim 600^\circ\text{C}$ の温度範囲で5〜20sec間滞留させたのち、再び $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で 550°C 以下の温度まで冷却し、 550°C 以下の温度で巻き取り、フェライト80体積%以上で平均フェライト粒径 $10\mu\text{m}$ 未満の超微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0008】特開平10-8138号公報には、 $\text{Mn}:1.0\text{ wt}\%$ 以下、 $\text{Ti}:0.05\sim0.30\text{ wt}\%$ 、あるいは Ti の全部または1部に代り、その2倍量のNbを含有する鋼を $950\sim1100^\circ\text{C}$ の温度に加熱し、1パス当たりの圧下率が20%以上となる圧延を少なくとも2回以上行い、仕上圧延温度がA_{c3}変態点以上となる熱間圧延を施した後、 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却し、 $500\sim550^\circ\text{C}$ で巻き取り、

フェライトと残留オーステナイトからなる超微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、特開平9-87798号公報、特開平9-143570号公報、特開平10-8138号公報に記載された技術は結晶粒の微細化に主眼をおいたものであるが、粒径は $3.6\mu\text{m}$ 程度までは得られるものの、これらの技術を用いて製造された鋼板では、強度および延性は向上するが、機械的特性の異方性は、特に自動車用鋼板の加工性という観点から、許容できるほど小さくなっているとは言い難く、さらに異方性を小さくする必要があった。このようなことから、超微細組織を有し、かつ異方性が小さく、加工性に優れた熱延鋼板が要望されていた。

【0010】また、自動車用鋼板の中で、衝突応力が負荷されるホイール、ブレーキ等の自動車用部材に適用される鋼板では、静的強度よりも疲労強度、特に切欠き疲労強度が高いことが要求されている。このようなことから、熱延高強度鋼板において切欠き疲労強度を向上させる技術がいくつか提案されている(例として特開平5-179346号公報)。

【0011】しかし、従来の技術は切欠き疲労強度をのみを単に上昇させようとするものであり、平滑疲労強度に対する切欠き疲労強度の低下を本質的に改善しようとする観点は含まれていなかった。このため、平滑疲労強度の過度の上昇を含む解決手段しか提示できず、高ストレスによる素材コストの増加や加工性の低下が避けられなかった。また、切欠き形状の相違による疲労強度の変化が大きい素材では、設計変更や製品品の共通化(車種により孔管等の詳細部が異なる場合がある)に対応できず、迅速な部品開発や製造コストの削減の障害となっていた。

【0012】結晶粒の微細化は一般に疲労強度を改善するとはされているが、それでも従来の鋼板の切欠き疲労強度は、平滑疲労強度の2/3を超えることや引張り強さの1/2を超えることはほとんど無く、上記の問題は解決されていない。本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、一般のホトストリクタミルで容易に製造可能であり、超微細粒を有し、かつ異方性の小さい機械的特性を有し、耐切欠き疲労特性、特に切欠き感受性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、従来の組織微細化手段では、主相であるフェライトの微細化のみを考えていたため、第2相の分布形態については何の考慮も払われていないことに想到した。従来の組織微細化手段により製造された鋼板では、第2相は帯状、あるいはクラスタ状に分布しており、本発明者らは、このような

第2相の分布が、例えば延性の異方性を大きくし、プレス性等の加工性を劣化させ、さらに耐切欠き疲労特性を劣化させていたものとする。第2相を微細にしかも島状に分散させるの分には十分に想到した。本発明者らは、第2相の微細化は、第2相と主相との粒径差を小さくし、異部相を向上させ、この第2相の微細化による局部変形能力の向上により、切欠き部での急激な変形が滑らかになり、切欠き部での初期亀裂の発生が抑制され、耐切欠き疲労特性が向上するものと推察した。

【0014】本発明者らは、主相を微細化することに加えて、第2相を微細にしかも島状に分散させる方法についてさらに検討した。その結果、本発明者らは、熱間圧延時の加熱に際し、圧延素材のオーステナイト粒径を極端に微細化したのみ、熱間圧延を行うと、その後の圧延・再結晶が加速度的に生じる動的再結晶が生じ、圧延後の結晶粒が大幅に微細化する、しかも、熱間圧延時、初期オーステナイト粒を微細化すれば、仕上圧延のような、より低温、より高速度域、より低歪域でも動的再結晶が生じるようになることを知見した。

【0015】さらに、本発明者らは、圧延素材の初期オーステナイト粒を微細化し、さらに熱間圧延時、オーステナイト(γ)域の動的再結晶温度低温域で繰り返し圧下、しかも従来の細粒化技術に比べて、比較的軽圧下することにより、オーステナイト粒に加えて第2相粒子も微細化し、しかも第2相粒子を島状に分散して形成させることができることを知見した。この動的再結晶温度域で繰り返し軽圧下することにより、この粒の回復、再結晶が圧延後直ちに起こり、この粒が微細化され、そのこのから γ - α 変態で形成されるフェライト粒が平均粒径1 μm 未満まで微細化され、しかも同時に第2相粒子も微細にかつ島状に分散して形成される。これにより強度と加工性という相反する特性をバランスよく向上できる。

【0016】さらに、本発明者らは、熱間圧延の圧延仕上り温度を、(A_{rs} 変態点+30 $^{\circ}\text{C}$)以上、(A_{rs} 変態点+100 $^{\circ}\text{C}$)以下、好ましくは(A_{rs} 変態点+60 $^{\circ}\text{C}$)以下と限定することにより、フェライト粒を特定の結晶方位に揃える(配向させる)ことなく、フェライト粒の結晶方位を分散させ、疲労亀裂の伝播を抑制でき、耐切欠き疲労特性が向上するという知見を得た。

【0017】本発明は、上記した知見に基づきさらに検討を加え完成されたものである。すなわち、本発明は、フェライトを主相とする熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が4 μm 未満であることを特徴とする超微細粒を有し耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板である。また、本発明は、フェライトを主相とし、主相と第2相粒子とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が4 μm 未満であり、前記第2相粒子の平均粒径が8 μm 以下、アース/鋼比が2.0%以下、かつ最隣接第2相粒子間の間隔が、該第2相粒子の粒径以上となる割合が80%以上である組織を有

し、かつ次(1)式

$$q = (\beta - 1) \times (\alpha + 1) \quad \text{----- (1)}$$

(ここで、 q :切欠き感度係数、 α :フェース孔状の切欠き部の応力集中係数、 β :疲労強度の切欠きによる低下割合=(鋼板の平滑疲労強度)/(鋼板のフェース孔状切欠き疲労強度))と定義される切欠き感度係数 q と静的引張強さ TS との関係で次(2)式

$$q \leq 0.0012 \times TS - 0.3 \quad \text{----- (2)}$$

ただし、 $TS > 500\text{MPa}$

(ここで、 q :切欠き感度係数、 TS :鋼板の引張強さ(MPa))を満足することを特徴とする超微細粒を有し耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板であり、また、本発明では、前記第2相粒子が、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトから選ばれた1種または2種以上であるのが好ましい。

【0018】また、本発明では、前記熱延鋼板が、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するのが好ましい。また、本発明では、前記熱延鋼板が、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、A群:Nb:0.3%以下、V:0.3%以下から選ばれた1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0019】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、B群:Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0020】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、C群:Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0021】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、A群:Nb:0.3%以下、V:0.3%以下から選ばれた1種または2種、およびB群:Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下から選ばれた1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0022】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%

以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、A群:Nb:0.3%以下、V:0.3%以下から選ばれた1種または2種、およびC群:Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0023】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、B群:Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下から選ばれた1種または2種以上、およびC群(Ca、REM、B)のうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0024】また、本発明では、前記熱延鋼板は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含み、さらに、A群:Nb:0.3%以下、V:0.3%以下から選ばれた1種または2種、B群:Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下から選ばれた1種または2種以上、およびC群(Ca、REM、B)のうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有するのが好ましい。

【0025】また、本発明は、重量%で、C:0.01~0.3%、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下、P:0.5%以下、Ti:0.03~0.3%、Al:0.2%以下を含む圧延素材を、1150℃以下に再加熱するか、あるいは1150℃以下になったから熱間圧延を施し、熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延を、動的再結晶温度低温域で5パス以上の圧入を行い、該動的再結晶温度低温域での最終圧入を圧入率15~30%、最終圧入以外の圧入を4~20%とし、圧延仕上げ温度FDTを(A₁変態点+30℃)以上、(A₁変態点+100℃)以下とする圧延とし、前記熱間圧延終了後2sec以内で冷却を開始し、30℃/sec以上の冷却速度で冷却し、コイルに巻き取ることを特徴とする超微細粒を有し耐切欠き疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法であり、また、本発明では、前記コイルに巻き取る温度を350~600℃とするのが好ましい。また、本発明では、前記熱間圧延において、加熱手段により鋼板を加熱するか、および、または加熱手段により圧延コイルを加熱するのが好ましい。

【0026】

【発明の実施の形態】本発明に従う加工用熱延鋼板は、軟鋼板から、自動車構造用鋼板、加工用自動車高張力鋼板、引張用鋼板、構造用鋼板など幅広い分野、用途の鋼板として適用することが可能である。本発明の熱延鋼板は、フェライトを主相とし、主相とフェライト以外の第2相粒子とからなる組織を有する鋼板である。主相にあ

るフェライトは、体積率で少ないとも50%以上、好ましくは70%以上とするのが好適である。

【0027】主相であるフェライトは、4μm未満の平均粒径を有する。フェライト粒を微細化すれば、従来の高張力鋼に比べてない合金元素添加量で目標とする強度を確保することでき、強度以外の特性も劣化が少なく、しかもその後のめっき性も良好となる。一方、フェライトの平均粒径が4μm以上では、加工性が全般的に著しく低下し、また結晶粒微細化による強度増加が少ないため、合金添加量の増加が必要となる。このため、フェライトの平均粒径を4μm未満に限定した。さらに、フェライト相は、特定の結晶方位を配向させることなく、フェライト粒の結晶方位を分散させるのが好ましい。フェライトの結晶方位の分散性として、隣接する結晶粒間の結晶粒界の傾角θの平均が15°以上となる結晶粒が個数比で80%以上となるのが好ましい。なお、より好ましいのは90%以上である。これにより、変角亀裂の伝播が抑制され、耐切欠き疲労特性が向上する。なお、隣接する結晶粒間の結晶粒界の傾角θは、Electron Back Scattering Diffraction Patternにより、板厚断面フェライトの各結晶ごとに結晶方位を測定して求めた。

【0028】また、第2相粒子は、平均粒径が8μm以下、アスペクト比が2.0以下の粒子とする。第2相粒子の平均粒径が8μmを超えて大きくなると、靱性、延性の向上がなくなるため、第2相粒子の平均粒径を8μm以下に限定した。主相であるフェライト粒の粒径と比較して、第2相粒子の粒径が大きいと、加工時に均一変形が起こらず、ネッキングやしわが発生し表面性状が不良となる。第2相と主相との粒径比(=第2相粒径/主相粒径)を、好ましくは2.2以下とする。2.2以下とすることにより、組織が均一となり局部変形能が向上し、切欠き部での剪断変形面を滑らかにし、疲労初期における亀裂発生を抑制できる。

【0029】また、第2相粒子のアスペクト比が2.0を超えて大きくなると、機械的特性の異方性が大きくなる。とくに、圧延方向の45°、90°方向の特性への影響が大きい。このため、第2相粒子のアスペクト比は2.0以下に限定した。本発明においては、フェライト、第2相粒子の平均粒径は、常法に従い、圧延方向断面における平均粒径とする。また、第2相粒子のアスペクト比は、第2相粒子の長径と短径の比をいう。

【0030】また、本発明では、最隣接第2相粒子間の間隔を、第2相粒子の粒径以上となる割合が80%以上とする。これは、第2相粒子が、帯状あるいはクラスター状となり、島状に分布していることを意味する。最隣接第2相粒子間の間隔が、第2相粒子の粒径以上となる割合が80%未満では、機械的特性の異方性が大きくなるため、加工時に均一変形が起こらず、ネッキングやしわが発生し表面性状不良となる。

【0031】また、本発明では、前記第2相粒子が、バ

一相粒子、第二相粒子。なお、本発明では、第二相粒子は、パーライト、フェライト、マルテンサイト、残留オーステナイトから選ばれた1種または2種以上とするのが好ましい。第二相粒子の体積率は40%以下が好ましく、20~30%の範囲とするのが好ましい。第二相粒子の体積率が増加すると、要求される強度を達成しやすいが、30%を超えると、機械的特性、とくに延性が劣化する。

【0032】上記した組織とすることにより、本発明の熱延鋼板は、次(1)式

$$q = (\beta - 1) / (\alpha - 1) \quad \text{--- (1)}$$

(ここで、 q ：切欠き感度係数、 α ：ヒズム孔状の切欠き部の応力集中係数、 β ：疲労強度の切欠きによる低下割合＝(鋼板の平滑疲労強度)/(鋼板のヒズム孔状切欠き疲労強度))で定義される切欠き感度係数 q が、静的引張強さ $T.S.$ との関係で次(2)式

$$q \leq 0.0012 \times T.S. + 0.3 \quad \text{ただし、} T.S. > 500 \text{MPa} \quad \text{--- (2)}$$

(ここで、 q ：切欠き感度係数、 $T.S.$ ：鋼板の静的引張強さ(MPa))を満足する。 q は、(1)式で定義され、切欠き穴の形状を考慮した切欠き感受性を示すもので、 q が大きくなるほど耐切欠き疲労特性が低下する。

【0033】また一般に、鋼板の強度($T.S.$)が高いほど q も大きくなり、 q を小さな値とすることが困難となる。従来の技術では、切欠き感度係数 q は $0.0012 \times T.S. + 0.3$ を超える値となるのが普通で、(2)式を安定して満足できる技術がなかったが、本発明により、耐切欠き感受性を従来にないレベルまで向上することができたものである。

【0034】つぎに、本発明の熱延鋼板の好適な化学組成について説明する。

C：0.01~0.3%

Cは、安価な強化成分であり、所望の鋼板強度に応じ必要量を含有させる。C含有量が0.01%未満では、結晶粒が粗大化し、本発明で目的とするフェライトの平均粒径 $1\mu\text{m}$ 未満を達成できなくなる。また、C含有量が0.3%を超えると、加工性が劣化するとともに溶接性も劣化する。このため、Cは0.01~0.3%の範囲とするのが好ましい。より好ましくは、0.05~0.2%の範囲である。

【0035】Si：2.0%以下

Siは、固溶強化成分として強度-伸びバランスを改善し、かつ強度上昇に有効に寄与する。また、フェライトの生成を抑制し所望の第二相体積率を有する組織を得るうえで有効に作用するが、過剰な添加は、延性や表面性状を劣化させる。このため、Siは2.0%以下とするのが望ましい。なお、好ましくは0.01~1.0%、より好ましくは0.05~1.0%である。

【0036】Mn：3.0%以下

Mnは、A₁変態点を低下させる作用を通じ結晶粒の微細化に寄与し、また、第二相のマルテンサイト化および残留オーステナイト化を進展させる作用を通じ、強度-延

性バランス、強度-疲労強度バランスを高める作用を有する。さらに、Mnは有害な固溶SをMnSとして無害化する作用を有する。しかし、多量の添加は鋼を硬質化し、却って強度-延性バランスを劣化させる。このようなことから、Mnは3.0%以下とするのが望ましい。なお、より好ましくは1.0~2.0%である。

【0037】P：0.5%以下

Pは、強化成分として有用であり、所望の鋼板強度に応じ添加することができるが、過剰の添加は、粒界に偏析し脆化の原因となる。このため、Pは0.5%以下とするのが望ましい。なお、好ましくは0.005~0.2%である。

Tr：0.03~0.3%

Trは、Tr₀として存在して、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化し、それ以降の熱間圧延過程での動的再結晶を誘起させるために有効に作用する。このような作用を発揮させるためには、少なくとも0.03%以上の含有が必要であるが、0.3%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Trは0.03~0.3%の範囲とするのが望ましい。なお、より好ましくは、0.08~0.20%である。

【0038】本発明では、必要に応じ、下記A群、B群、C群のうちの1種または2種以上を含有することができる。

A群：Nb：0.3%以下、V：0.3%以下から選ばれた1種または2種

Nb、Vは、いずれも炭化物を形成し、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化する作用を有しており、必要に応じ、Trと重畳して含有することにより、さらに動的再結晶の発生に有効に作用する。しかし、0.3%を超えて多量に含有しても効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Nb、Vとも0.3%以下とするのが望ましい。なお、Nb、Vとも0.001%以上の添加が望ましい。

【0039】B群：Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：1.0%以下から選ばれた1種または2種以上

Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも強化成分として、必要に応じ、含有することができるが、多量の含有はかえって強度-延性バランスを劣化させる。このため、Cu、Mo、Ni、Crは、いずれも1.0%以下とするのが望ましい。なお、上記した作用効果を十分に発揮するためには、少なくとも0.01%以上含有させるのが好ましい。

【0040】C群：Ca、REM、Bのうちの1種または2種以上を合計で0.005%以下

Ca、REM、Bは、いずれも硫化物の形状制御や粒界強度の上昇を通じ加工性を改善する効果を有しており、必要に応じ含有させることができる。しかし、過剰な含有は、清浄度や再結晶性に悪影響を及ぼす恐れがあるため、合計で0.005%以下とするのが望ましい。なお、よ

り好ましいは0.004%以下である。

【0041】Al:0.2%以下

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、0.2%以下含有する。0.2%を超えてAl含有は、介在物量が増加し、表面性状を劣化させる。このため、Alは0.2%以下とするのが好ましい。なお、より好ましいは0.05%以下である。本発明の熱延鋼板では、上記した組成以外は、残部Feおよび不可避免的な純物からなる。

【0042】つぎに、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。上記した成分組成範囲に調整した溶鋼を、連続铸造または造塊一分塊圧延により圧延素材とし、この圧延素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とする。熱間圧延は、圧延素材を、一旦冷却してから再加熱する再加熱圧延としても、直送圧延やホットチャージローリングとしてもよい。また、薄スラブ連続铸造法のような、連続铸造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、1150℃以下に加熱するのが望ましい。また、直送圧延する場合も、1150℃以下まで冷却してから圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。なお、仕上げ圧延温度をオーステナイト域とするため、再加熱温度、または直送圧延開始温度を800℃以上とするのが好ましい。

【0043】上記した温度の圧延素材に熱間圧延を施す際に、本発明では、動的再結晶温度低温域で少なくとも5パス以上の繰り返し圧下を施すのが好ましい。動的再結晶温度低温域で繰り返し圧下を施すことにより、オーステナイト粒が微細化される。動的再結晶を起こさせる回数が多くなるとオーステナイト粒の微細化が進行するため、少なくとも5パス以上で、しかも連続する5パス以上で圧下するのが好ましい。5パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、フェライトの平均粒径4 μm 未満の微細粒を達成しにくい。なお、パス数を増加しすぎると、細粒化が過度に進行して、フェライト粒径が小さくなりすぎ、特定の結晶方位が配向しやすくなる可能性があるため、好ましいパス数は5～6パスである。

【0044】また、動的再結晶温度低温域での圧下率には、動的再結晶温度低温域での最終圧延パスを除き、1パス当たり4%以上20%以上とする。1パス当たりの圧下率が4%未満では、動的再結晶が生じない。一方、1パス当たりの圧下率が20%を超えると、機械的性質の異方性が高くなる傾向があり、1パス当たりの圧下率は、4～20%とする。

【0045】なお、動的再結晶温度低温域での最終圧延パスは、第2相の微細化と島状の分布を図るため、圧下率15～30%とする。圧下率が15%未満では、微細化と島状分布化が不十分であり、一方、30%を超えると、第2相の面積比が大きくなり、また圧延機への負荷が大きくなるとともに、機械的性質の異方性が大きくな

る。なお、好ましいは22～30%である。

【0046】本発明でいう動的再結晶温度は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電波工機製「加工フォーメスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪-歪力の関係から予め測定した値を用いるものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、圧下率、圧下配分等で変化するが、850～1100℃の温度範囲内で、通常250～100℃の幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶温度域の温度幅は、1パス当たりの圧下率が高いほど、あるいは加熱温度が低いほど、拡大する。なお、動的再結晶域の圧延は多かれ少なかれ結晶粒の微細化に寄与するため、動的再結晶温度高温域での圧延を規制するものではない。しかし、組織微細化の点からは、動的再結晶温度域の低い温度域での圧延が、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態サイムの増加が著しく、有利である。

【0047】したがって、本発明では、動的再結晶温度域での圧延に際し、とくに動的再結晶温度低温域における、圧延条件を前記のように規定した。すなわち、オーステナイト粒の微細化を促進するうえでは、（動的再結晶の下限温度） $\pm 80^\circ\text{C}$ 、好ましくは（動的再結晶の下限温度） $\pm 60^\circ\text{C}$ 、から動的再結晶の下限温度までの温度範囲で5パス以上の圧下を加える。

【0048】動的再結晶温度低温域における圧延回数を確保するため、圧延中の被圧延材の温度低下を抑制するため、圧延スタンド間あるいは圧延スタンドに加熱手段を設置し、被圧延材またはロールを加熱するのが好ましい。とくに、温度低下の著しい位置（スタンド）に加熱手段を設置するのが有効である。加熱手段の1例を図1に示す。

【0049】図1(a)に示す加熱手段は、高周波加熱装置であり、被圧延材に交番磁場を印加することにより、誘導電流を生じ被圧延材を加熱するものである。また、高周波加熱装置に代えて、図1(b)に示すように、電熱ヒータを用い、ロールを加熱してもよい。また、直接通電加熱により加熱してもよい。なお、熱間圧延時には、潤滑を施しつつの圧下を行ってもよいことは、いうまでもない。

【0050】本発明では、動的再結晶温度低温域での圧延以外の圧延条件はとくに限定されないが、圧延仕上げ温度FDTは（Ar₃変態点 $+30^\circ\text{C}$ ）以上、（Ar₃変態点 $+100^\circ\text{C}$ ）以下とする。圧延仕上げ温度が（Ar₃変態点 $+30^\circ\text{C}$ ）未満では、鋼板の延性、靱性が劣化し、機械的性質の異方性が大きくなり、さらにフェライト粒の方位が揃い、耐切欠き疲労特性が劣化する。圧延仕上げ温度FDTを（Ar₃変態点 $+30^\circ\text{C}$ ）以上とすることにより、圧延時に導入された歪を、ある程度回復させることができる。とともに、特定の結晶方位を配向させることにより、結晶方位の揃った領域の大きさを微細化することが可能となる。これにより、疲労亀裂の伝播を抑制し、耐切欠

き疲労特性が向上する。

【0051】一方、圧延仕上げ温度FDTが(Ars変態点+100℃)を超えると、圧延後の歪みの回復が著しく進行し再結晶が促進されて、フェライト粒径および第2相粒径が大きくなり、強度、加工性が低下し、延性、靱性の向上が少なくなる。なお、圧延仕上げ温度FDTは、フェライト粒および第2相粒の微細化の観点から、(Ars変態点+30℃)～(Ars変態点+60℃)の範囲とするのが好ましい。

【0052】上記した条件で熱間圧延を終了した熱延鋼板においては、この時点でのオーステナイト粒はほぼ等軸の結晶粒となっており、熱間圧延終了後直ちに冷却する直急冷を行えば、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の変態粒が多く、フェライト粒の粒成長が抑制され組織が微細化される。このため、圧延終了後2sec以内、好ましくは1sec以内に冷却を開始する。冷却開始が圧延終了後2secを超えると、粒成長が著しくなる。

【0053】また、冷却速度は30℃/sec以上とする。冷却速度が30℃/sec未満では、フェライト粒の粒成長が生じ、微細化が達成できないうえ、第2相を微細にしかも島状に分布させることが難しくなる。30℃/sec以上の冷却速度で、好ましくは350～600℃の温度域まで冷却された熱延鋼板は、直ちにコイルに巻き取る。巻き取り後の冷却速度はとくに限定するものではない。製造しようとする鋼板に応じて適宜定める。しかし、巻き取り温度が高いと、第2相がパーライト主体の組織となりフェライト粒の粒成長が起こりやすくなる。一方、巻き取り温度が低すぎると、第2相がマルテンサイト主体の組織となる。このようなことから、巻き取り温度は350～600℃の範囲内とするのが望ましい。

【0054】

【実施例】表1に示す組成を有する溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法によりスラブ(圧延素材)とした。これらスラブを表2に示す条件で加熱、熱間圧延、圧延後冷却を行ってコイルに巻き取り熱延鋼板(板厚1.8～4.0mm)とした。熱間圧延の各圧延パスにおける圧下率は、最終圧延パス以外は5～18%とした。なお、鋼板No.2、

No.16は、潤滑圧延を実施した。また、鋼板No.13は、圧延途中で+850℃まで放冷し、ついで850℃まで再度加熱したのち圧延を施す、逆変態を利用し組織を微細化する方法の従来例である。

【0055】ついで、これらの鋼板について、組織、機械的特性を調査し、表3に示す。組織は、鋼板の圧延方向断面について、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡を用いて、フェライトの体積率、粒径および第2相粒子の粒径、第2相粒子のアスペクト比、および第2相粒子の分布状態を測定した。また、最隣接第2相粒子間の間隔を測定し、その間隔が第2相粒子の粒径以上となる割合を求め、第2相の分布状態とした。

【0056】また、鋼板の圧延方向、圧延方向に直角方向、圧延方向に45°方向について、JIS 5号試験片により引張特性(降伏点YS、引張強さTS、伸びEl)を測定した。伸びを測定値から、 $\Delta El = 1/2 \times (El_{45} + El_{90}) - El_{45}$ で定義される各鋼板の伸びの異方性 ΔEl を計算した。ここで、 El_{45} は圧延方向の伸び値、 El_{90} は圧延方向に直角方向の伸び値、 El_{45} は圧延方向に45°方向の伸び値を表す。

【0057】また、原厚のままの2mmVノッチシャルビー試験片を用いて、延性-脆性遷移温度 $VTIS$ (℃)を調査した。また、鋼板の圧延方向について、図2に示す平滑平面曲げ試験片、図3に示す切欠き平面曲げ試験片により、疲労特性を測定した。切欠き平面曲げ試験片には、打ち抜きクリアランス10%で打ち抜かれた、10mmφのピアス孔(応力集中係数 $\alpha = 2.216$)が試験片中央部に形成されている。疲労試験は、シェンク式の完全両振りの平面曲げ疲労試験とし、 10^7 回繰り返し負荷後に破断しない応力を疲労強度 σ_w (平滑疲労強度)、 σ_P (切欠き疲労強度)とした。 σ_P 、 σ_w から切欠き係数 $\beta = (\sigma_P / \sigma_w)$ 、および(1)式で定義される切欠き感度係数 q を算出した。

【0058】これらの結果を表3に示す。

【0059】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	その他
A	0.11	0.8	1.8	0.010	0.003	0.25	0.020	Nb:0.05
B	0.14	0.5	1.3	0.011	0.003	0.18	0.022	
C	0.08	0.6	2.0	0.010	0.002	0.19	0.021	V:0.04, Mo:0.03
D	0.12	0.7	1.0	0.012	0.004	0.15	0.020	Cr:0.04, REM:0.003
E	0.16	1.2	1.5	0.010	0.003	0.20	0.022	
F	0.05	0.3	1.4	0.011	0.003	0.08	0.024	Nb:0.06, Ca:0.004
G	0.19	0.5	2.3	0.010	0.002	0.24	0.023	
H	0.14	0.5	1.3	0.012	0.003	0.42	0.022	Nb:0.10
I	0.14	2.5	1.3	0.011	0.002	0.18	0.024	
J	0.14	0.5	1.3	0.012	0.003	0.017	0.022	
K	0.34	0.6	1.3	0.011	0.002	0.22	0.021	
L	0.08	0.05	1.5	0.011	0.002	0.18	0.020	Cu:0.05, Ni:0.07, B:0.002

【0060】

【表2】

【表 2-1】

鋼板 No	鋼 No	熱 間 圧 延										
		加熱 温度 ℃	動的再結晶 温度域 ℃	動的再結晶温度域での圧下			仕上圧延 温度 FDT ℃	A ₃ ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取 温度 ℃
				圧 数	最終パス 圧下率%	温度差料 ΔTd						
1	A	1000	850 ~ 950	5	25	70	860	820	2.3	0.2	40	580
2		1050	900 ~ 1000	5	25	70	860		2.3	0.2	40	580
3		1150	950 ~ 1050	5	25	50	860		2.3	0.2	40	580
4		1200	—	—	—	—	860		2.3	0.2	40	580
5		1050	900 ~ 1000	3	25	70	860		2.3	0.2	40	580
6		1050	900 ~ 1000	5 ***	25	70	860		2.3	0.2	40	580
7		1050	900 ~ 1000	5	25	70	840		2.3	0.2	40	580
8		1050	900 ~ 1000	5	25	70	930		2.3	0.2	40	580
9	B	1050	900 ~ 1000	6	22	65	840	810	2.0	0.3	30	600
10		1150	920 ~ 1000	6	22	65	840		2.0	0.3	30	600
11		1050	900 ~ 1000	6	22	40	840		2.0	0.3	30	600
12		1050	900 ~ 1000	6	10	65	840		2.0	0.3	30	600
13		1050	900 ~ 1000	6	40	65	840		2.0	0.3	30	600
14	C	1150	950 ~ 1100	5	20	70	870	830	2.3	0.3	50	350
15		1150	950 ~ 1100	5	20	30	870		2.3	0.3	50	350

*) 1000℃加熱-800℃で80%圧下-600℃まで冷却-850℃に昇温-850℃0.390%圧下-冷却

**) $\Delta T_d = (\text{動的再結晶温度域での最初の圧延パスの入側温度}) - (\text{動的再結晶温度域下限温度})$

***) 各パス圧延率25% (これ以外は各パス圧延率10~20%)

【0061】

【表 3】

【表 2-2】

鋼板 No	鋼 No	熱 間 圧 延										
		加熱 温度 ℃	動的再結晶 温度域 ℃	動的再結晶温度域での圧下			仕上圧延 温度FDT ℃	Ar ₃ ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取 温度 ℃
				パス数	最終パス 圧下率%	温度差** ΔT _d						
16	C	1150	950 ~ 1100	5	20	70	870	830	2.3	2.5	50	350
17		1150	950 ~ 1100	5	20	70	870		2.3	0.3	25	350
18	D	1100	950 ~ 1050	6	25	65	880	830	3.5	1.0	35	500
19		1100	950 ~ 1050	6	25	100	880		3.5	1.0	35	500
20	E	950	850 ~ 950	5	30	70	830	810	1.8	0.5	35	550
21		1000	850 ~ 1000	5	30	70	830		1.8	0.5	35	550
22		1000	850 ~ 1000	5	30	70	830		1.0	0.5	35	550
23		1000	—	*	—	—	850		1.8	0.5	35	550
24	F	1100	950 ~ 1050	5	25	70	860	820	2.3	0.5	35	400
25	G	1100	950 ~ 1050	5	25	70	860	820	2.3	0.5	35	450
26	H	1100	950 ~ 1050	5	25	70	900	850	2.3	0.5	35	500
27	I	1100	950 ~ 1050	5	25	70	860	810	2.3	0.5	35	500
28	J	1100	—	—	—	—	860	810	2.3	0.5	35	500
29	K	1100	950 ~ 1050	5	25	70	860	810	2.3	0.5	35	500
30	L	1100	950 ~ 1050	5	25	70	880	830	2.3	0.5	35	500

*) 1000℃加熱-800℃で80%圧下-600℃まで冷却-850℃に昇温-850℃で90%圧下-冷却

**) ΔT_d = (動的再結晶温度域での最初の圧延パスの入炉温度) - (動的再結晶温度域下限温度)

【0062】

【表 4】

【表3-1】

鋼板 No	鋼板組織										引張特性				引張特性				引張特性				備考																																																																																																																																																																																																																																																																														
	フェライト			第2相粒子						降伏点 YS MPa	引張強度 TS MPa	伸び EI %	異方性 ΔEI %	TS×EI	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %		引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %	引張強度 σ _{0.2} MPa	伸び EI %

*) 異相第2相粒子の平均粒径が第2相粒子の平均粒径以上となる割合

**) (2)式右辺=0.0012×TS-0.3

***) 結晶粒界における、隣接する結晶との傾角の平均値が15°以上の粒の個数比率

【表3-2】

鋼板組織														備考						
鋼板No	フェライト		第2相粒子				降伏強度 TS MPa	引張特性			引張強度 TS MPa	伸び E1 %	異方性 ΔE1 %		TS×E1	引張速度 σ _{0.2} MPa	引張係数 β	切欠感度係数 q	(2)式を満足	
	平均粒径 μm	体積率 %	θ≦15° 割合***	種類	平均粒径 μm	主相 粒径 の比		Y/X 比	最隣接第2相 粒径の割合 %											
16	C	5.6	70	75	B+P	10.4	1.86	1.8	82	487	603	27.2	-6.3	15402	139	1.90	0.74	0.42	比較例	
17		5.2	75	80	B	9.9	1.90	1.8	80	479	621	27.1	-5.9	16829	145	1.81	0.69	0.45	比較例	
18	D	2.9	85	90	P+B	5.8	2.00	1.8	93	824	755	29.0	-3.9	21895	341	226	1.51	0.42	0.61	本発明例
19		3.5	75	80	B	8.0	2.29	2.0	80	616	725	27.7	-4.8	20083	354	215	1.65	0.53	0.57	本発明例
20		2.7	85	95	P+B	5.5	2.04	1.4	92	607	774	28.7	-3.7	22214	359	238	1.51	0.42	0.63	本発明例
21	E	3.3	85	90	P	7.1	2.15	1.7	85	522	648	33.4	-4.2	21643	301	207	1.45	0.37	0.48	本発明例
22		3.5	85	90	P+B	6.5	1.86	1.8	82	549	671	31.5	-4.3	21137	312	207	1.51	0.42	0.51	本発明例
23		3.8	80	65	P+B	8.2	2.16	2.5	58	552	664	31.0	-8.5	20584	301	188	1.79	0.65	0.50	比較例
24	F	3.4	85	95	M+B	5.4	1.88	1.7	92	555	694	30.7	4.0	21306	320	216	1.48	0.40	0.53	本発明例
25	G	2.5	90	90	M+B+γ	5.3	2.12	1.7	85	646	802	27.0	-4.0	21654	351	244	1.48	0.39	0.66	本発明例
26	H	3.0	90	75	M+B	8.2	2.73	1.8	80	602	720	21.2	-6.2	51264	310	175	1.77	0.63	0.56	比較例
27	I	3.4	90	75	M+B	8.2	2.41	1.8	80	603	725	20.9	-6.1	15153	315	177	1.78	0.64	0.57	比較例
28	J	8.0	75	75	B	11.2	1.40	1.7	80	472	600	28.0	-7.4	16800	269	145	1.86	0.70	0.42	比較例
29	K	3.5	90	75	M+B	8.3	2.37	1.8	80	604	727	20.7	-6.2	15049	315	172	1.83	0.68	0.57	比較例
30	L	3.1	85	90	M+B+γ	6.3	2.03	1.6	90	523	653	33.3	-4.0	21745	303	209	1.45	0.37	0.48	本発明例

*1) 最隣接第2相粒子の間隔が第2相粒子の平均粒径以上となる割合

**1) (2)式右辺=0.0012×TS-0.3

***1) 結晶粒界における、隣接する結晶との傾角の平均値が15°以上の粒の個数比率

【0064】本発明例の鋼板は、いずれもフェライトの平均粒径が4μm未満で、かつ第2相粒子の平均粒径が8μm以下、アスペクト比が2.0以下、かつ最隣接第2相粒子間隔が第2相粒子の平均粒径以上となる割合が80%以上となり、25%以上の伸び値と、500MPa以上の引張

強度TSを有し、強度-伸びTS×E1も20000MPa・%以上で、しかも伸びの異方性ΔE1も小さい。さらに、切欠き感度係数qは、(2)式を満足し、加工性に優れ、かつ耐切欠き疲労特性に優れた熱延鋼板となっている。

【0065】これに対し、フェライトの平均粒径、第2相粒子の粒径、アスペクト比、第2相粒子間の間隔、フェライト粒の隣接する結晶粒界の傾角が 15° 以上となる割合のいずれかが本発明の範囲を外れる比較例、従来例は、伸び、 $\Delta E1$ 、強度＝伸び× $T S \times E1$ のいずれかが劣化し、さらに切欠き感度係数 q が(2)式を満足せず、耐切欠き疲労特性が低下している。

【0066】

【発明の効果】本発明によれば、超微細粒を有し、良好な機械的特性を具備し、かつ機械的特性の異方性が小さく、加工性に優れ、さらに耐切欠き疲労特性に優れた熱延鋼板が、通常の圧延設備で容易に製造でき、産業上格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施に好適な加熱手段の1例を示す模式図である。

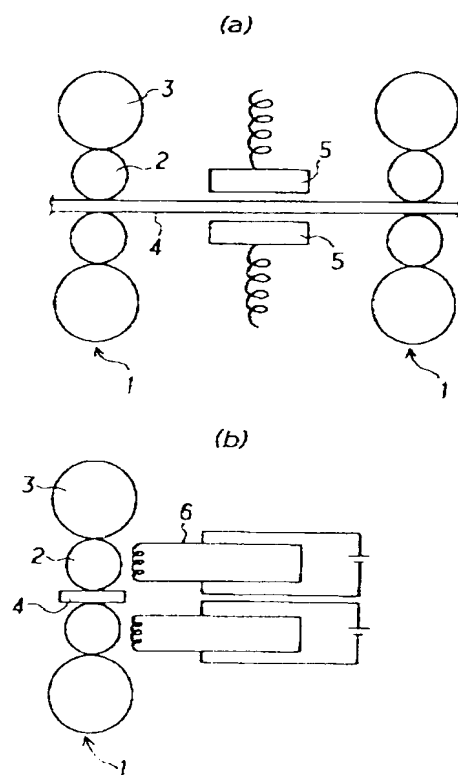
【図2】平滑平面曲げ試験片の形状寸法を示す説明図である。

【図3】切欠き平面曲げ試験片の形状寸法を示す説明図である。

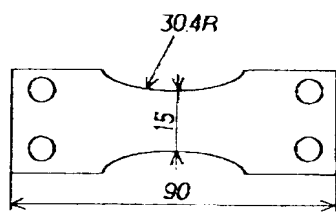
【符号の説明】

- 1 ロールスタンド
- 2 ワークローラ
- 3 バックアップロール
- 4 被圧延材
- 5 高周波誘導加熱装置
- 6 ヒーター加熱装置

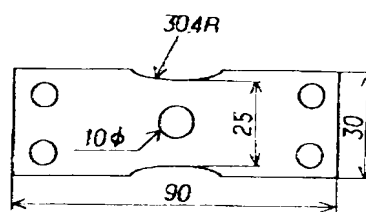
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 安原 英子
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 荻坂 章男
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EA36 EB08
EB09 EB11 FA02 FB07 FC03
FC04 FC07 FDO4 FE01 FE02
FE06 JA06